

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

In re application of :
Naoto HIRAMATSU : HIGH-STRENGTH AUSTENITIC
Kouki TOMIMURA : STAINLESS STEEL STRIP HAVING
Hiroshi FUJIMOTO : EXCELLENT FLATNESS AND
Kenichi MORIMOTO : METHOD OF MANUFACTURING
Serial No. Not Yet Assigned : SAME
Filed Concurrently Herewith :

Pittsburgh, Pennsylvania
December 3, 2001



CLAIM FOR PRIORITY UNDER 35 U.S.C. §119

Box New Application
Commissioner for Patents
Washington, D.C. 20231

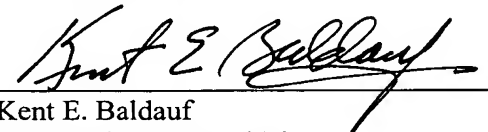
Sir:

Attached hereto is a certified copy of Japanese Patent Application No. 2000-368534, which corresponds to the above-identified United States application and which was filed in the Japanese Patent Office on December 4, 2000.

The priority benefits provided by Section 119 of the Patent Act of 1952 are claimed for this application.

Respectfully submitted,

WEBB ZIESENHEIM LOGSDON
ORKIN & HANSON, P.C.

By 

Kent E. Baldauf
Registration No. 25,826
Attorney for Applicants
700 Koppers Building
436 Seventh Avenue
Pittsburgh, PA 15219-1818
Telephone: 412-471-8815
Facsimile: 412-471-4094

Naoto HIRAMATSU et al.

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE



別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office

出 願 年 月 日

Date of Application:

2000年12月 4日

出 願 番 号

Application Number:

特願2000-368534

出 願 人

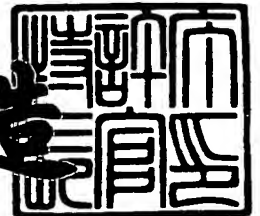
Applicant(s):

日新製鋼株式会社

2001年 7月27日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

及川耕造



出証番号 出証特2001-3065512

【書類名】 特許願
【整理番号】 12P308
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】 C22C 38/44
【発明者】

【住所又は居所】 山口県新南陽市野村南町 4 9 7 6 番地 日新製鋼株式会
社 ステンレス事業本部内

【氏名】 平松 直人

【発明者】

【住所又は居所】 山口県新南陽市野村南町 4 9 7 6 番地 日新製鋼株式会
社 ステンレス事業本部内

【氏名】 富村 宏紀

【発明者】

【住所又は居所】 山口県新南陽市野村南町 4 9 7 6 番地 日新製鋼株式会
社 ステンレス事業本部内

【氏名】 藤本 廣

【発明者】

【住所又は居所】 山口県新南陽市野村南町 4 9 7 6 番地 日新製鋼株式会
社 ステンレス事業本部内

【氏名】 森本 憲一

【特許出願人】

【識別番号】 000004581

【氏名又は名称】 日新製鋼株式会社

【代表者】 田中 實

【代理人】

【識別番号】 100092392

【弁理士】

【氏名又は名称】 小倉 亘

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 011660

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 要約書 1

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 形状平坦度に優れた高強度オーステナイト系ステンレス鋼帯
およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 C : 0.15 質量%以下, Si : 4.0 質量%以下, Mn : 5.0 質量%以下, Ni : 4.0 ~ 12.0 質量%, Cr : 12.0 ~ 20.0 質量%, Mo : 5.0 質量%以下, N : 0.15 質量%以下, 残部が実質的に Fe で、式 (1) で定義される Md (N) 値が 0 ~ 125 以上の組成を持ち、3 体積%以上の逆変態オーステナイト相を含むオーステナイト+マルテンサイトの二相組織を有し、ビッカース硬度が 400 以上であることを特徴とする形状平坦度に優れた高強度オーステナイト系ステンレス鋼帯。

$$Md(N) = 580 - 520C - 2Si - 16Mn - 16Cr - 23Ni - 26Cu - 300N - 10Mo$$

... (1)

【請求項 2】 更に Cu : 3.0 質量%以下, Ti : 0.5 質量%以下, Nb : 0.50 質量%以下, Al : 0.2 質量%以下, B : 0.015 質量%以下, REM (希土類元素) : 0.2 質量%以下, Y : 0.2 質量%以下, Ca : 0.1 質量%以下, Mg : 0.10 質量%以下の 1 種又は 2 種以上を含む請求項 1 記載のビッカース硬度が 400 以上であり、形状平坦度に優れた高強度オーステナイト系ステンレス鋼帯。

【請求項 3】 請求項 1 又は 2 の組成をもつステンレス鋼帯を溶体化処理した後、冷間圧延で加工誘起マルテンサイト相を生成させ、次いで 500 ~ 700 °C で加熱して加工誘起マルテンサイト相からなるマトリックス中に 3 体積%以上のオーステナイト相を生成させる逆変態処理を施すことを特徴とするビッカース硬度が 400 以上であり、形状平坦度に優れた高強度オーステナイト系ステンレス鋼帯の製造方法。

【請求項 4】 8 g/cm^2 以上の負荷を加えた状態で逆変態処理を施す請求項 3 記載のビッカース硬度が 400 以上であり、形状平坦度に優れた高強度オーステナイト系ステンレス鋼帯の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】

本発明は、オーステナイト+マルテンサイトの二相混合組織からなる形状平坦度に優れたビッカース硬度400以上の高強度準安定オーステナイト系ステンレス鋼帯およびその製造方法に関する。

【従来の技術】

【0002】

ビッカース硬さが400以上の高強度ステンレス鋼として、マルテンサイト系ステンレス鋼、加工硬化型ステンレス鋼、析出硬化型ステンレス鋼等が知られている。

マルテンサイト系ステンレス鋼は、高温のオーステナイト状態から急冷してマルテンサイト変態させることによって硬質化した材料であり、SUS410、SUS420J2等の鋼種がある。マルテンサイト系ステンレス鋼の製造では、焼入れ-焼戻しの調質処理によってビッカース硬度400以上に調整することから、焼入れ-焼戻しの熱処理工程を必須とする。また、鋼帯でマルテンサイト変態を起こさせようとする、焼入れ後の靱性低下や完全にマルテンサイト変態することに起因した形状変化が大きいため、製造条件にかなりの制約が加わる。

【0003】

そこで、形状変化が問題となる場合、加工硬化型オーステナイト系ステンレス鋼が通常使用されている。加工硬化型オーステナイト系ステンレス鋼は、SUS301、SUS304に代表され、溶体化処理状態でオーステナイト相を呈し、その後の冷間圧延で加工誘起マルテンサイトを生成することにより高強度が付与される。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】

冷間圧延によって鋼帯の形状も矯正されるが、硬度の圧延温度依存性が大きく、且つコイル長手方向でも形状が種々変動しているため、冷間圧延によって工業的に且つ安定的に形状矯正することは困難である。

SUS301やSUS304等の冷間圧延時におけるでオーステナイトから加工誘起マルテンサイトへの変態量は、その圧延率が同じでも圧延時の温度に依存する。具体的には、圧延温度が高いと加工誘起マルテンサイトが生じにくく硬度が低くなり、逆に圧延時の温度が低いと加工誘起マルテンサイトが生成し易くなって、硬度も上昇する。また硬度の上昇に応じて変形抵抗が大きくなり、ますます形状矯正が困難になる。

【0005】

【課題を解決するための手段】

本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、マルテンサイトの状態のままで形状を変えるのではなく、加工誘起マルテンサイトからオーステナイトへの逆変態時の体積変化を利用することにより、マルテンサイト変態に伴った形状悪化を抑え、ビッカース硬度400以上で形状平坦度に優れた高強度オーステナイト系ステンレス鋼帯を提供することを目的とする。

【0006】

本発明の形状平坦度に優れた高強度オーステナイト系ステンレス鋼は、その目的を達成するため、C：0.20質量%以下，Si：4.0質量%以下，Mn：5.0質量%以下，Ni：4.0～12.0質量%，Cr：12.0～20.0質量%，Mo：5.0質量%以下，N：0.15質量%以下，残部が実質的にFeで、式（1）で定義されるMd（N）値が0～125以上の組成を持ち、3体積%以上の逆変態オーステナイト相を含むオーステナイト+マルテンサイトの二相組織を有し、ビッカース硬度が400以上であることを特徴とする。

$$Md(N) = 580 - 520C - 2Si - 16Mn - 16Cr - 23Ni - 26Cu - 300N - 10Mo$$

・・・（1）

【0007】

この形状平坦度性に優れた高強度オーステナイト系ステンレス鋼は、更にCu：3.0質量%以下，Ti：0.5質量%以下，Nb：0.50質量%以下，Al：0.2質量%以下，B：0.015質量%以下，REM（希土類元素）：0.2質量%以下，Y：0.2質量%以下，Ca：0.1質量%以下，Mg：0.10質量%以下の1種又は2種以上を含むこともできる。

【0008】

この形状平坦度に優れた高強度オーステナイト系ステンレス鋼は、所定組成に調整されたステンレス鋼を溶体化処理した後、冷間圧延で加工誘起マルテンサイト相を生成させ、次いで500～700℃で加熱して加工誘起マルテンサイト相からなるマトリックス中に3体積%以上のオーステナイト相を生成させる逆変態処理を施すことにより製造される。また、この逆変態処理を、 8 g/cm^2 以上の負荷を加えた状態で実施すると、鋼帯の平坦度が更に向上する。

【0009】

【作用】

本発明者等は、冷間圧延で加工誘起マルテンサイトが生成する準安定オーステナイト系ステンレス鋼帯の製造条件が、硬度および形状平坦度に及ぼす影響を種々調査検討した。その結果、冷間圧延で誘起されたマルテンサイトを加熱すると、オーステナイトに逆変態するが、この時の組織変化に伴う体積変化が形状平坦度の向上に利用できることを見出した。ただし、単に鋼種として準安定オーステナイト系ステンレス鋼を用いればそのまま所望の硬度、平坦度が得られるわけではなく、高硬度を維持し、かつ優れた形状平坦度を得るには、素材の成分調整と適切な逆変態条件の設定が必要である。なお、本件明細書では、鋼板を包含する意味で「鋼帯」を使用しているが、鋼板の熱処理にあっても同様に逆変態オーステナイトが生じることは勿論である。

それらの条件について、以下説明する。

【0010】

C: 0.20質量%以下

オーステナイト形成元素であり、マルテンサイト相の強化に極めて有効である。また、逆変態を低温側に下げることによって逆変態オーステナイト量が制御しやすくなり、形状平坦化や高強度化に有効に作用する。しかし、C含有量の増加に伴って溶体化処理後の冷却過程や時効処理中にCr系炭化物が粒界に析出し、耐粒界腐食や疲労特性を低下させる原因になりやすい。そこで、Cr系炭化物の粒界析出が熱処理条件や冷却速度で抑制できるように、C含有量の上限を0.20質量%に設定した。

【0 0 1 1】

Si : 4. 0 質量%以下

フェライト形成元素であり、マルテンサイト相に固溶して硬質化し、冷間加工後の強度を向上させる作用を呈する。時効処理に際しては、歪時効を促進させることによって時効硬化能を向上する。しかし、過剰量の Si 添加は高温割れを誘発し、製造上で種々のトラブルを発生させることから、Si 含有量の上限を 4. 0 質量%に設定した。

【0 0 1 2】

Mn : 5. 0 質量%以下

高温域での δ フェライトの生成を抑制すると共に、C と同様に逆変態開始温度を低温側に下げる作用があるため、逆変態オーステナイト量を制御しやすくなる。しかし、5. 0 質量%を超える過剰量の Mn が含まれると、冷間加工時に加工誘起マルテンサイトを生成し易くなり、本発明の特徴である逆変態を利用できなくなる。

Ni : 4. 0 ~ 1 2. 0 質量%

Mn と同様に高温域での δ フェライトの生成を抑制する作用を呈する。また、C と同様に逆変態開始温度を低温側に下げる作用があるため、逆変態オーステナイト量を制御しやすくなる。Ni は、析出硬化能を向上させる上でも有効な成分である。このような作用は、4. 0 質量%以上の Ni 量で顕著になる。しかし、1 2. 0 質量%を超える Ni の過剰添加は、冷間加工時に加工誘起マルテンサイトを生成し易くし、本発明の特徴である逆変態を起こし難くすることになる。

【0 0 1 3】

Cr : 1 2. 0 ~ 2 0. 0 質量%

耐食性向上に有効な合金成分であり、1 2. 0 質量%以上の Cr 量で意図する耐食性が確保される。しかし、フェライト形成元素であることから、過剰な Cr 含有は高温域で δ フェライト相が多量に生成する原因となり、 δ フェライト相抑制のために必要な C, N, Ni, Mn, Cu 等のオーステナイト形成元素添加の増量を招く。オーステナイト形成元素の多量添加は、室温でオーステナイトを安定化させ、冷間加工時に加工誘起マルテンサイトが形成し難くなり、時効処理後

に高強度が得られなくなる。そのため、オーステナイト形成元素の増量が必要とされないように、C r 含有量の上限を 2 0 . 0 質量%に設定した。

【 0 0 1 4 】

M o : 5 . 0 質量%以下

耐食性向上に有効な成分であり、逆変態処理時に炭窒化物を微細に分散させる作用を呈する。また、形状平坦化に利用される逆変態処理では、加熱温度が通常の時効処理温度よりも高く設定されるが、M o を添加していると高温時効による急激な歪の解放が抑制される。更に、M o は時効処理した際に強度向上に寄与する析出物を形成させ、通常よりも高い温度で逆変態を行っても強度の低下を抑えることができる。このような作用は、1 . 5 質量%以上のM o 添加で顕著になる。しかし、5 . 0 質量%を超える過剰量のM o が含まれると、高温域でδフェライトが生成しやすくなる。

【 0 0 1 5 】

N : 0 . 1 5 質量%以下

C と同様にオーステナイト形成元素であり、逆変態開始温度を低温側に下げるため逆変態オーステナイト量を制御しやすく、形状平坦化及び高強度化に有効に作用する。しかし、多量の添加は鋳造時のブローホールの原因となるので、N 含有量の上限を 0 . 1 5 質量%に設定した。

C u : 3 . 0 質量%以下

必要に応じて添加される合金成分であり、オーステナイト形成元素として作用し、逆変態開始温度を低温側に下げると共に、逆変態時に時効硬化作用を発現する。しかし、3 . 0 質量%を超えるC u の過剰添加は、熱間加工性を劣化させ、割れ発生の原因になる。

【 0 0 1 6 】

T i : 0 . 5 0 質量%以下

必要に応じて添加される合金成分であり、析出硬化に有効な成分であるとともに、逆変態処理時に強度を上昇させる作用も呈する。しかし、0 . 5 0 質量%を超える過剰量のT i が含まれると、スラブ表面に疵が発生しやすくなり、製造面での問題が大きくなる。

Nb : 0.50 質量%以下

必要に応じて添加される合金成分であり、逆変態時の強度上昇に有効である。しかし、高温強度上昇に起因して熱間加工性を低下させる成分であることから、Nb を添加する場合には上限を 0.50 質量%に設定する。

【0017】

Al : 0.2 質量%以下

必要に応じて添加される合金成分であり、製鋼段階での脱酸剤として働くとともに、プレス成形時に悪影響を及ぼす A 系介在物を激減させる効果がある。しかし、0.2 質量%を超えて添加しても、その効果が飽和するばかりでなく、表面欠陥の頻発等の弊害が現れる。

B : 0.015 質量%以下

必要に応じて添加される合金成分であり、熱間圧延温度域において δ フェライト相とオーステナイト相の変形抵抗の差に起因してエッジクラックが熱延鋼帯に発生することを防止する作用を呈する。しかし、0.015 質量%を超える過剰量の B を添加すると、低融点硼化合物が生成し易くなり、却って熱間加工性を低下させる。

【0018】

REM (希土類元素) : 0.2 質量%以下Y : 0.2 質量%以下Ca : 0.1 質量%以下Mg : 0.1 質量%以下

必要に応じて添加される合金成分であり、何れも熱間加工性を向上させるとともに、耐酸化性の向上にも有効である。しかし、これら作用は、REM (希土類元素) : 0.2 質量%, Y : 0.2 質量%, Ca : 0.1 質量%, Mg : 0.1 質量%で飽和し、それ以上添加しても鋼材の清浄度が悪くなる。

【0019】

その他、P, S, O 等が含まれることがある。P は、固溶強化能の大きな成分ではあるが、韌性に悪影響を及ぼすことから、通常許容されている 0.04 質量%に上限を設定することが好ましい。S は、熱間圧延時に耳割れ発生の原因とな

る有害元素であることから低いほど好ましい。S起因の悪影響はB添加によって抑制されるので、許容できるS量を0.02質量%以下にすることが好ましい。Oは、酸化物系の非金属介在物となり鋼材の清浄度を低下させ、プレス成形性や曲げ加工性に悪影響を及ぼすことから0.02質量%以下にすることが好ましい。

【0020】

Md (N) 値：0～125

$$Md(N) = 580 - 520C - 2Si - 16Mn - 16Cr - 23Ni - 26Cu - 300N - 10Mo$$

本発明では前述の通り、冷間加工で加工誘起マルテンサイトを生成させ、再加熱時のオーステナイトへの逆変態処理に伴う体積変化を利用して形状矯正を行おうとするものである。このため、本発明に使用される鋼は、溶体化処理後の冷間加工で加工誘起マルテンサイト相が形成されるようにオーステナイトの加工に対する安定度であるMd (N) を0～125の範囲に限定した。Md (N) が0未満の鋼種では、強度に寄与するマルテンサイト相を形成させるために、素材製造の際、工業的には実施不可能な室温以下の極低温で冷間加工しなければならない。一方、Md (N) が125を超えた鋼種では、逆変態処理時に生成したオーステナイトが再び室温までの冷却中にマルテンサイトに変態して、再度形状を悪くするという不都合がある。

【0021】

逆変態処理温度：500～700℃

溶体化処理後、冷間圧延で加工誘起マルテンサイトを生成させた冷延鋼帯を、誘起されたマルテンサイトがオーステナイトに変態する温度に加熱して逆変態させ、オーステナイト相を出現させる。この加熱温度が500℃未満では、逆変態オーステナイトの反応が遅く、工業生産的には不適當である。また、700℃を超えると、逆に逆変態オーステナイトの生成が極端に早く、マルテンサイトの軟化も促進され、ピッカース硬度を安定的に400以上に保つことが困難になる。さらに、高すぎる加熱温度は、炭化物析出に起因した鋭敏化によって耐食性を低下させるおそれがある。

【0022】

逆変態オーステナイト相量：3 体積%以上

逆変態つまりマルテンサイトからオーステナイトに変態する時に 1 0 % 程度の体積変化があるが、この時の収縮変形に形状スミージング効果がある。すなわち、冷間加工時にオーステナイトからマルテンサイトに変態に変態する時、体積膨張が起こり、鋼帯形状が崩れる。そこで冷間圧延後の鋼帯を再加熱して加工誘起マルテンサイトをオーステナイトに逆変態させ、この時の体積収縮で、マルテンサイト変態時の鋼帯形状の崩れが解消される。種々の条件下で実験を重ねた結果、鋼帯形状修正に効果が出てくる最小の逆変態オーステナイト相量は 3 体積%であった。

【 0 0 2 3 】

逆変態時の付加荷重：8 g / c m²以上

逆変態を形状矯正に利用するとき、コイル間の張力によって鋼帯の形状が良好に確保され、或いは鋼帯自体の自重によって良好な鋼帯形状が確保される。しかし、押し板等によって鋼帯に荷重を加えた状態で逆変態処理すると、拘束された状態で変態が進行するため、鋼帯形状が更に改善される。この場合、逆変態時の高温強度を考慮すると、単位面積当り 8 g / c m²以上の荷重を加えることが好ましい。

【 0 0 2 4 】

【実施例】

表 1 の組成をもつステンレス鋼を真空溶解炉で 2 5 0 k g 溶製し、鍛造，熱延で板厚 4 . 0 m m とし、1 0 5 0 ℃ × 1 分均熱の熱延板焼鈍を施した後、酸洗を実施した。その板を表 2 に示す圧延率および温度条件で冷間圧延と 6 0 0 s の逆変態処理を施した。表 1 中、N o . 1 ~ 8 が本発明で規定した条件を満足するステンレス鋼、N o . 9 ~ 1 4 が本発明で規定した条件を外れるステンレス鋼である。また、表 2 中、N o . 1 ~ 1 0 が本発明で規定した条件を満足する処理を行ったステンレス鋼であり、N o . 1 1 ~ 1 9 が本発明で規定した条件を外れる条件で処理したステンレス鋼である。

【 0 0 2 5 】

表 1 : 実施例で使用した各種ステンレス鋼の成分組成

鋼種 番号	合 金 成 分 及 び 含 有 量 (質 量 %)										その他	Md (N)	区 分
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	O			
1	0.125	1.43	2.80	0.025	0.015	5.89	18.02	0.98	0.089	0.0042		7.0	本 発 明 例
2	0.078	2.54	0.31	0.023	0.002	8.23	13.42	2.29	0.064	0.0058		83.3	
3	0.080	2.72	4.18	0.025	0.005	5.22	16.20	1.53	0.134	0.0068	B:0.008	31.3	
4	0.058	1.35	1.26	0.026	0.006	6.80	12.48	2.30	0.078	0.0074	Nb:0.28	124.5	
5	0.077	1.54	0.89	0.027	0.001	6.23	15.65	1.98	0.084	0.0084	Al:0.14	84.0	
6	0.080	3.75	0.30	0.033	0.008	8.42	13.65	2.28	0.076	0.0079	Ti:0.37,B:0.011	68.4	
7	0.082	2.73	0.37	0.028	0.018	5.91	12.59	1.52	0.115	0.0064	Cu:1.67,Nb:0.31	95.5	
8	0.018	0.37	2.21	0.032	0.009	6.23	17.58	0.24	0.080	0.0077	Ca:0.009,Y:0.05	83.6	
9	0.214	0.52	0.34	0.025	0.007	9.24	16.23	1.87	0.009	0.0056		-31.4	比 較 例
10	0.084	0.45	0.42	0.024	0.009	4.56	16.25	0.86	0.008	0.0059	Nb:0.23	152.8	
11	0.185	0.87	5.28	0.029	0.007	6.76	14.05	1.89	0.011	0.0060	Ti:0.34,Ca:0.005	-4.2	
12	0.102	1.78	3.45	0.035	0.018	2.03	19.00	1.52	0.065	0.0045	Ca:0.017	82.8	
13	0.128	0.24	1.98	0.019	0.022	7.00	12.89	4.23	0.123	0.0095	Cu:1.87	-13.8	
14	0.098	0.59	0.98	0.022	0.014	6.95	16.78	1.87	0.163	0.0088		16.3	

下線は、本発明の規定の範囲を外れることを示す。

【 0 0 2 6 】

表 2 : 冷間圧延および逆変態処理条件による影響

試験 番号	鋼種 番号	冷間圧 延率(%)	逆変態条件 温度(°C)	硬度 HV1	逆変態オーステ ナイト量(vol%)	最大耳高 さ(mm)	区 分
1	1	85	525	483	4	1.8	本 発 明 例
2	2	50	650	520	10	1.6	
3	2	60	625	488	8	1.4	
4	3	64	574	462	6	1.2	
5	4	35	650	523	13	1.5	
6	5	60	650	563	14	1.1	
7	5	70	647	487	14	1.2	
8	6	70	689	423	18	1.2	
9	7	50	543	503	6	1.8	
10	8	45	674	423	22	0.9	
11	1	85	<u>732</u>	<u>375</u>	25	1.1	比 較 例
12	2	50	<u>480</u>	<u>391</u>	2	5.9	
13	3	60	<u>785</u>	<u>308</u>	34	0.9	
14	9	90	650	<u>386</u>	2	6.7	
15	10	30	634	<u>389</u>	8	8.3	
16	11	85	589	<u>305</u>	4	0.8	
17	12	60	625	<u>378</u>	7	5.6	
18	13	85	653	<u>356</u>	2	6.5	
19	14	80	589	443	11	0.2	

下線は、本発明の規定の範囲を外れることを示す。

【 0 0 2 7 】

表 2 の結果に見られるように、本発明例 No. 1 ~ 10 では、平均のビッカース硬度が 400 以上で、逆変態後の鋼帯の最大耳高さも 2 mm 以下である。本発明の課題を満たす、ビッカース硬度 400 以上で形状平坦度に優れた鋼帯が得ら

れた。

一方、比較例 N o . 1 1 ~ 1 3 は、本発明で規定する範囲の成分組成を持つ鋼であるが、N o . 1 2 では逆変態温度が 5 0 0 ° C 未満であるため十分に逆変態オーステナイトが形成していなく、また、N o . 1 1 と N o . 1 3 は逆変態温度が 7 0 0 ° C を超えているために材料の軟化が激しく、ビッカース硬度が 4 0 0 未満であった。比較例 N o . 1 4 ~ 1 8 は素材鋼の成分組成が規定の範囲を外れているために、目的としたビッカース硬度 4 0 0 以上で形状平坦度に優れた鋼帯は得られなかった。特に N o . 1 5 は、素材鋼の M d (N) が 1 2 5 を超えているために、逆変態オーステナイトが冷却中に再びマルテンサイトに変態し、形状が大きく変わった。さらに、N o . 1 9 は窒素 (N) を規定した範囲以上含有していたために、製鋼、鑄造過程でのブローホールに起因した表面欠陥が点在していた。

【 0 0 2 8 】

鋼板形状を更に矯正するため、鋼帯幅方向両側 1 0 m m をカットして切り出した幅 2 0 0 m m , 長さ 3 0 0 m m の鋼板に表 3 に示す各種押え圧で厚板を挟み込んだ。この条件下で 6 0 0 s の逆変態処理し、鋼板に加えた荷重が鋼板平坦度に及ぼす影響を調査した。調査結果を、逆変態オーステナイト量及び表面平均ビッカース硬度 (荷重 1 0 k g) と共に表 3 に示す。

表 3 にみられるように、平均のビッカース硬度が 4 0 0 以上であるとともに、逆変態処理中の鋼板に荷重を加えることにより、最大耳高さが 1 . 0 m m 以下と更に小さくなった。加えた荷重と最大耳高さとの関係から、 8 g / c m^2 以上の荷重付加で鋼板が効果的に形状矯正されることがわかる。

【 0 0 2 9 】

表 3 : 逆変態処理時の荷重負荷が鋼板の平坦度に及ぼす影響

試験 番号	鋼種 番号	冷間圧 延率(%)	逆変態条件 温度(℃)	押し板圧 (g/cm ²)	硬度 HV1	逆変態オーステ ナイト量(vol%)	最大耳高 さ(mm)
1	1	85	550	30	577	4	0.8
2	2	50	604	40	520	11	0.3
3	2	60	625	8	477	15	0.8
4	3	60	650	16	462	6	0.4
5	3	60	700	88	415	32	0.6
6	4	64	610	45	534	8	0.2

【 0 0 3 0 】

【発明の効果】

以上に説明したように、本発明では、成分および逆変態熱処理条件を適正に管理することによって、ビッカース硬度が400以上の高い値を示すとともに、加工誘起マルテンサイト相マトリックス中に所定量の逆変態オーステナイト相を分散させて、形状平坦度に優れたオーステナイト系ステンレス鋼帯を得ることができた。この鋼帯は、耐食性にも優れていることから、プレスプレート、ステンレスフレーム、板バネ、フラッパーバルブ、メタルガasket、ラッピングキャリア材、キャリアプレート、ステンレスミラー、ダンパースプリング、ディスクブレーキ、ブレーキマスターキー、スチールベルト、メタルマスク等の各種バネ材や高強度材として広範な分野で使用される。

【書類名】 要約書

【要約】

【目的】 ビッカース硬度 4 0 0 以上で、形状平坦度に優れた高強度オーステナイト系ステンレスステンレス鋼帯を提供する。

【構成】 この高強度オーステナイト系ステンレス鋼帯は、C : 0 . 2 0 質量% 以下, Si : 4 . 0 質量% 以下, Mn : 5 . 0 質量% 以下, Ni : 4 . 0 ~ 1 2 . 0 質量%, Cr : 1 2 . 0 ~ 2 0 . 0 質量%, Mo : 5 . 0 質量% 以下, N : 0 . 1 5 質量% 以下, 残部が実質的に Fe で、式 (1) で定義される $M_d (N)$ 値が 0 ~ 1 2 5 以上の組成をもち、3 体積% 以上の逆変態オーステナイト相を含むオーステナイト + マルテンサイトの二相組織を有している。溶体化処理した後、冷間圧延で加工誘起マルテンサイト相を生成させ、次いで 5 0 0 ~ 7 0 0 °C で加熱して逆変態処理することにより製造される。

【選択図】 なし

特 2000-368534

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2000-368534
受付番号	50001560190
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成12年12月 5日

<認定情報・付加情報>

【提出日】 平成12年12月 4日

次頁無

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000004581]

1. 変更年月日	1990年 8月22日
[変更理由]	新規登録
住 所	東京都千代田区丸の内3丁目4番1号
氏 名	日新製鋼株式会社